

⑫ 公開特許公報(A)

平3-236445

(9)

⑤ Int. Cl.⁵

C 22 C 38/00

38/26

識別記号

3 0 1 H
3 0 2 E

庁内整理番号

7047-4K
7047-4K

⑬ 公開 平成3年(1991)10月22日

審査請求 未請求 請求項の数 6 (全7頁)

⑭ 発明の名称 冷間工具鋼

⑯ 特 願 平2-210996

⑰ 出 願 平2(1990)8月9日

優先権主張 ⑱ 平1(1989)12月12日 ⑲ 日本(JP) ⑳ 特願 平1-322366

㉑ 発 明 者 大 野 丈 博 島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社安来工場内

㉒ 発 明 者 奥 野 利 夫 島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社安来工場内

㉓ 発 明 者 中 尾 敦 輔 島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社安来工場内

㉔ 発 明 者 加 田 善 裕 島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社安来工場内

㉕ 出 願 人 日 立 金 属 株 式 会 社 東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

明 細 書

発明の名称

冷間工具鋼

特許請求の範囲

1 重量%でC 0.5%以上0.7%未満、Si 0.5-1.5%、Mn 1.5%以下、Cr 3.5-6.5%、WおよびMoの1種または2種を1/2W+Moで2.0-3.5%、V 0.8-1.5%、Nb 0.05-0.20%、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有し、不可避的不純物のうち、Nが300ppm以下であることを特徴とする冷間工具鋼。

2 重量%でC 0.5%以上0.7%未満、Si 0.6%を越え1.0%以下、Mn 1.5%以下、Cr 3.5-6.5%、WおよびMoの1種または2種を1/2W+Moで2.0-3.5%、V 1.0%を越え1.5%以下、Nb 0.05%以上0.15%未満、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有し、不可避的不純物のうち、Nが300ppm以下であることを特徴とする冷間工具鋼。

3 Nbが0.05%以上0.1%未満である請求項2に記載の冷間工具鋼。

4 1.5%以下のNiを含む請求項1ないし3のいずれかに記載の冷間工具鋼。

5 5%以下のCoを含む請求項1ないし4のいずれかに記載の冷間工具鋼。

6 不可避的不純物のうちPが0.02%以下、Sが0.005%以下、Oが30ppm以下である請求項1ないし5のいずれかに記載の冷間工具鋼。

発明の詳細な説明

〔産業上の利用分野〕

本発明は、主として冷間で使用される鍛造用金型材料に適する冷間工具鋼に関するものである。

〔従来の技術〕

従来、冷間鍛造用金型材には、JIS SKD11のような高C-高Cr鋼が主に用いられてきたが、より耐衝撃性が要求される用途に対しては高速度工具鋼系の金型材料を使用することにより、金型寿命の改善ならびに冷間鍛造の適用拡大が進んできた。高速度工具鋼系の金型材料としては、一般にJIS SKH51が用いられているが、さらに厳しい用途に対しては特公昭42-20619号、特公昭50-10808

特開平3-236445 (2)

号、特公昭55-49148号、特公昭57-24063号、特公昭62-8503号、特開平1-159349号等に開示されるような低合金高速度工具鋼が開発、使用されてきた。

(発明が解決しようとする課題)

しかしながら、近年被加工材の難加工化や鍛造形状の複雑化、精密化が進んだ結果、従来の高速度工具鋼系の材料では十分な金型寿命が得られない場合が多くなってきた。その主な原因は金型材料の靱性、特に材料鍛伸方向に平行な方向(L方向)の靱性に比べ直角な方向(T方向)の靱性不足による割れ、欠け等であり、これを改善するためにさらに靱性の高い材料が望まれている。一方、耐摩耗性、疲労強度を向上させるためには、硬さの高い材料が必要とされる。

本発明の目的は、HRC61-64の高硬度を有し、かつ従来鋼よりもL方向およびT方向に関し高靱性を有する冷間鍛造金型用に最適な冷間工具鋼を提供することである。

(課題を解決するための手段)

-6.5%、WおよびMoの1種または2種を1/2W + Moで2.0-3.5%、V 1.0%を越え1.5%以下、Nb 0.05%以上0.15%未満、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有し、不可避的不純物のうち、Nが300ppm以下であることを特徴とする冷間工具鋼であり、第3発明は、Nbが0.05%以上0.1%未満である第2発明に記載の冷間工具鋼であり、第4発明は、1.5%以下のNiを含む第1ないし第3発明のいずれかに記載の冷間工具鋼であり、第5発明は5%以下のCoを含む第1ないし第4発明のいずれかに記載の冷間工具鋼であり、第6発明は、不可避的不純物のうちPが0.02%以下、Sが0.005%以下、Oが30ppm以下である第1ないし第5発明のいずれかに記載の冷間工具鋼である。

(作用)

本発明の成分限定理由について述べる。

Cは、Cr、W、Mo、V、Nbなどの炭化物形成元素と結合して硬い一次炭化物を形成し、耐摩耗性を向上させる。また、高温焼もどしにおいて、Mo、W、V、Nb等の2次硬化元素と結びつき、

本発明者らは高硬度、高靱性の材料を得るために、次のような検討を行なった。

まず、靱性向上のためには、巨大一次炭化物の低減、炭化物の結晶組織の低減、組織微細化等について検討した。さらに高靱性でかつ高硬度を得るために各元素の単独の添加量のみならず各元素間の相互作用についても詳細に検討した結果、添加元素量を所定の狭い範囲に限定することにより、従来鋼では得られなかった高硬度域(HRC61-64)で高い靱性を有する鋼を得ることが可能であるとの知見を得、本発明を完成するに至った。

すなわち、本発明のうちの第1発明は、重量%でC 0.5%以上0.7%未満、Si 0.5-1.5%、Mn 1.5%以下、Cr 3.5-6.5%、WおよびMoの1種または2種を1/2W + Moで2.0-3.5%、V 0.8-1.5%、Nb 0.05-0.20%、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有し、不可避的不純物のうち、Nが300ppm以下であることを特徴とする冷間工具鋼であり、第2発明は、重量%でC 0.5%以上0.7%未満、Si 0.6%を越え1.0%以下、Mn 1.5%以下、Cr 3.5

2次炭化物として析出することにより、硬さを増加させる。さらに一部は基地中に固溶し基地を強化する。HRC61以上の硬さを得るためには0.5%以上必要であるが、過度に添加すると、炭化物量が多くなり靱性を低下させる。本発明鋼においては靱性重視の観点から上限を0.7%未満とした。したがってC量は0.5%以上で0.7%未満の範囲に限定した。

Siは基地中に固溶することにより、基地の硬さを高める効果を有するが、過度に添加すると靱性を低下させる。HRC60以下の硬度で使用される温熱間型用鋼においては、特開平2-8347号に記載の鋼のように靱性を重視してSi量が0.6%以下に限定されている。また、一方特公昭55-49148号、特公昭57-24063号に開示されている鋼は、Siによる硬さ向上を狙ってSiは概ね1.0%を越え、1.4-1.5%を中心にして添加されている。

本発明の目的とする高硬度高靱性の鋼を得るためには、他の元素量との関連によりSi量を最適化する必要がある。すなわち、後述するように硬

特開平3-236445 (3)

さの向上はW、Mo等を増やすことによる二次硬化によっても図れるが、韌性確保のためには、W、Moの添加は最小限に抑えることが望ましいので、Siを所定量添加し、基地自体の硬さを向上させることが有効である。

本発明成分範囲においてはHRC61以上の硬さを得るためにSiは0.5%以上必要であるが、1.5%を超えると韌性が大巾に低下するのでSi量は0.5-1.5%に限定した。

さらに、詳細な検討の結果によれば、Si量の硬さへの寄与は1.0%を超えると飽和する傾向にあるので、韌性を特に考慮する場合にはSi量は0.6%を超え1.0%以下とするのが望ましい。

Mnは通常脱酸剤として添加されるが、焼入性改善にも有効な元素である。しかし、過度に添加すると熱間における加工性を害するため、1.5%以下に限定した。

Crは、焼入性を向上させると共に、Cと結合して炭化物を形成し、耐摩耗性を向上させる。この効果を得るためには3.5%以上必要であるが、

となり、また縞状に分布するため韌性が低下する。したがって、V量は0.8-1.5%の範囲に限定した。

また後述するように、Nb添加による過度のNbC形成を防ぐためには、V量は1.0%を超え1.5%以下が望ましい。

Nbは本発明における重要な添加元素であり、韌性向上に大きく寄与する元素である。すなわち、Nbは凝固時における炭化物の晶出形態に影響をおよぼし、微細でかつ固溶しにくい一次炭化物を形成する。

本発明の目的とする高硬度を得るためには焼入加熱温度を高くする必要があるが、その際、上記炭化物が結晶粒の粗大化を防止するので、高韌性を得ることができるのである。

しかしながら、Nb単独の一次炭化物(NbC)が多くなりすぎるとこの炭化物は縞状に分布するために韌性は急激に低下する。一次炭化物の晶出形態はNb量のみならず、Cおよび他の炭化物形成元素の量によって影響されるため、Nbの最適添加量は他の元素量と関連させて決定する必要がある。

6.5%を超えると巨大炭化物や、炭化物の縞状偏析を生成し、韌性を低下させる。したがってCr量は3.5-6.5%に限定した。

W、Moは単独または複合で添加することができ、Cと結びついて1次炭化物を形成して耐摩耗性を向上させ、また焼もどし時微細な2次炭化物を析出して強い2次硬化を示す元素である。Wの原子量は、Moの約2倍であることから、W、Moの1種または2種以上をMo当量($1/2W + Mo$)として規定した。Mo当量が2.0%未満では十分な硬さが得られず、一方3.5%を超えると炭化物量が過度となり、また縞状に分布するため韌性が低下する。したがって、 $1/2W + Mo$ は2.0-3.5%の範囲に限定した。

VはCと結びついて凝固時に1次炭化物を形成し耐摩耗性を向上させるとともに結晶粒を微細化することにより韌性を向上させる。また、2次硬化元素であるため、高温焼もどしによる硬さ増加に有効である。V量は0.8%未満であると上記効果が得られず、また1.5%を超えると炭化物量が過度

ある。

すなわち、Cが高目で、かつ炭化物形成元素であるW、MoおよびVが相対的に低い場合、CとNbが結びついてNb単独の一次炭化物が縞状にできやすく、韌性を低下させる要因となる。例えば、前述の特公昭57-24063号に記載の鋼においては、V量が低目でかつNb量が高目であるため、また特開平1-159349号に記載の鋼は、C、Nb量が高目であるため、どちらもNbCが多くなり縞状に分布して韌性を低下させると考えられる。

本発明の成分範囲においては、Nb添加の上記効果を得るためには、Nb量は最低0.05%必要であるが、0.20%を超えるとかえって韌性が低下する。したがってNb量は0.05-0.20%に限定した。

また炭化物形態を最適化し韌性向上効果を得るためには、Nb量は0.05%以上0.15%未満の範囲が望ましく、さらに望ましくは0.05%以上0.10%未満である。

Nは特公昭54-24063号に記載の鋼においては、Cの添加量を少なくすると共に、オーステナイト

特開平3-236445 (4)

結晶粒の粗大化防止をねらって添加されている。しかしながら、本発明者の検討によるとN量が増えることにより、凝固時に晶出するMC型炭化物の晶出温度が高くなるため、MC型炭化物が粗大化し、これは特にT方向の靱性を低下させる傾向がある。したがって、T方向の靱性向上を目的とする本発明においては、Nを300ppm以下の低いレベルに規制する必要がある。

Niは基地に固溶し靱性改善の効果を有すると共に、焼入性を付与する元素である。しかしながら、過度に添加すると焼なまし硬さが過度に高くなり、加工性を低下させるので添加するとしても1.5%以下とする。

Coは基地に固溶し耐熱性の向上、耐焼付性の向上に有効な元素である。しかしながら、過度に添加すると靱性を低下させるので添加する場合には5%以下に限定した。

P、S、Oは、通常不純物元素として微量含有される。Pは結晶粒界に偏析(ミクロ偏析)し、粒界強度を低下させるだけでなく、凝固時の基地偏

析(マクロ偏析)を助長し、材質の方向性の原因となる。

SやOは主に非金属介在物として鋼中に存在し、疲労強度等に悪影響を及ぼす。したがって、これらの不純物元素量を低減することにより、靱性改善がなされる。高硬度で使用される本発明鋼の場合、P 0.02%以下、S 0.05%以下、O 30ppm以下を満足する場合に改善効果が得られたので、この値以下にP、SおよびOを低減することが望ましい。

〔実施例〕

以下、本発明を実施例に基づき説明する。

供試鋼として第1表に示す成分組成の本発明鋼(No.1-7)、比較鋼(No.8-11)、および従来鋼(No.12-19)を溶製し、鍛伸後所定の焼入、焼もどし処理(全試料とも1160℃焼入れ、560℃×1hr焼もどしを2回)を行なって試験に供した。但しNo.7、No.11試料については第1図に示すように焼入温度を変化させてその影響を調べた。シャルピー衝撃試験用試料は、鍛伸方向に平行な方向(L方向)

および直角な方向(T方向)から採取し、10mmR試験片を作製した。

第1図は、他の合金成分がほとんど同一でNb量のみ異なるNo.7とNo.11試料について、焼入温度を変えて、結晶粒度と硬さを調べ、Nb添加の効果を見たものである。両試料とも、焼入温度を高くするほど硬さは高くなる。しかしNb無添加のNo.11試料は、焼入温度の上昇につれ結晶粒が粗大化し靱性低下を招くため、焼入温度は実質1140℃以下となり、従って硬さは最大HRC61で使用するを得ない。一方Nbを添加したNo.7試料は焼入温度を上げて結晶粒がほとんど粗大化しないので、高硬度の状態で使用できる。

特開平3-236445(5)

第 1 表

No.	化 学 組 成 (wt%)																備 考
	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Nb	Co	P	S	O (ppm)	N (ppm)	Fe	その他	
1	0.52	1.23	0.42	—	4.31	—	2.95	1.07	0.18	—	0.009	0.004	18	203	Bal	—	本発明鋼
2	0.58	0.72	0.35	—	3.72	0.53	2.88	0.89	0.19	—	0.021	0.002	23	215	"	—	"
3	0.58	0.65	1.31	0.98	5.03	1.25	2.20	1.22	0.12	—	0.010	0.002	12	250	"	—	"
4	0.66	0.77	0.33	0.42	6.21	2.34	1.60	1.32	0.08	0.50	0.008	0.003	33	193	"	—	"
5	0.61	0.75	0.45	1.20	4.82	1.51	1.50	1.19	0.13	1.22	0.017	0.004	15	220	"	—	"
6	0.56	0.74	0.35	—	5.25	1.19	2.35	0.85	0.14	4.39	0.009	0.006	16	182	"	—	"
7	0.59	0.74	0.38	—	5.03	1.23	1.19	1.21	0.09	—	0.010	0.002	20	192	"	—	"
8	0.60	0.75	0.33	—	4.22	0.50	2.98	1.32	0.18	—	0.018	0.004	43	352	"	—	比較鋼
9	0.58	0.82	0.41	0.95	5.07	1.15	2.37	1.24	0.15	1.53	0.028	0.010	55	330	"	—	"
10	0.60	0.12	0.45	—	4.88	1.21	3.10	1.22	0.15	—	0.009	0.003	21	240	"	—	"
11	0.60	0.75	0.40	—	4.98	1.21	2.23	1.20	—	—	0.010	0.002	22	190	"	—	"
12	0.83	0.30	0.33	—	4.11	6.55	5.29	2.09	—	—	0.010	0.003	25	193	"	—	従来鋼(SKH51)
13	0.88	1.11	0.39	—	4.13	2.52	4.63	2.04	—	—	0.015	0.004	21	220	"	—	"(特公昭42-20619)
14	0.62	0.65	0.33	—	4.21	4.45	3.10	1.51	0.05	—	0.013	0.004	18	215	"	Ti 0.03 Zr 0.04	"(特公昭50-10808)
15	0.63	1.51	0.32	—	4.05	—	2.73	1.72	—	—	0.011	0.002	18	198	"	—	"(特公昭55-49148)
16	0.51	1.22	0.35	—	4.30	0.77	2.21	0.79	0.22	—	0.015	0.003	29	370	"	—	"(特公昭57-24063)
17	0.98	0.63	0.31	—	3.84	1.51	5.05	1.31	—	3.72	0.014	0.004	28	390	"	—	"(特開昭62-8503)
18	0.72	1.79	0.31	—	4.11	1.53	3.21	1.31	0.33	—	0.009	0.002	15	185	"	—	"(特開平1-159349)
19	0.52	0.12	0.50	—	4.25	1.55	2.03	1.16	0.13	0.82	0.009	0.003	20	209	"	—	"(特開平2-8347)

第2表に、本発明鋼、比較鋼、従来鋼に標準熱処理を施した時の硬さおよびシャルピー衝撃値を示す。本発明鋼はいずれもHRC61-64の高い硬さを有しなおかつ比較鋼、従来鋼に比べシャルピー衝撃値が高いレベルにある。特にT方向のシャルピー衝撃値のレベルが高いのが特徴である。これは、本発明鋼の成分バランス、特にC、W、Mo、V量の適正化により炭化物量の適正化および組織偏析の低減、Si量の適正化による硬さと靱性のバランスの最適化、Nb添加による結晶粒微細化ならびに不純物量低下による靱性向上の効果によるものである。

本発明鋼(No.1-7)の間で詳細に比較すると、No.1はNo.2-No.6と比較してSi量が高目のため、シャルピー衝撃値はやや低い。したがって、Siの上限值は1.0%とするのが望ましい。またNo.2,6は他の試料と比較して、V量が低目のため前述したようにNbCがやや過多となりシャルピー衝撃値はやや低く、Vの下限は1.0%を超えるのがよい。

第 2 表

No.	熱処理硬さ (HRC)	シャルピー衝撃値(kgf·m/cm ²)		備 考
		L 方向	T 方向	
1	61.7	7.2	3.2	本発明鋼
2	63.3	6.5	3.1	"
3	62.5	8.8	3.8	"
4	63.1	7.4	3.5	"
5	62.4	10.3	4.5	"
6	62.6	6.8	3.2	"
7	62.5	8.8	4.2	"
8	62.7	6.3	2.1	比較鋼
9	62.4	6.6	1.8	"
10	62.4	5.2	2.2	"
11	62.2	4.3	1.9	"
12	62.3	3.0	0.4	従来鋼 (SKH51)
13	62.9	3.3	0.5	従来鋼 (特公昭42-20619)
14	62.3	3.9	0.5	従来鋼 (特公昭50-10808)
15	61.5	5.3	2.3	従来鋼 (特公昭55-49148)
16	60.4	8.3	2.6	従来鋼 (特公昭57-24063)
17	63.8	2.5	0.2	従来鋼 (特開昭62-8503)
18	62.7	5.8	2.4	従来鋼 (特開平1-159349)
19	58.1	12.1	4.5	従来鋼 (特開平2-8347)

特開平3-236445 (6)

一方、比較鋼8, 9は、N以外は本発明鋼と同一成分であるが、N量が多いこと、さらには不純物元素が高いレベルにあるため、特にT方向のシャルピー衝撃値が低下している。

比較鋼10は、Si量を低目とし、代わりにMo量を高目として本発明鋼と同等の硬さを得ることを狙ったものであるが、シャルピー衝撃値は低下しており、前述のようにMo増加による靱性低下が大きいことを示している。比較例11はNb無添加材であり、結晶粒粗大化のためシャルピー衝撃値は低い。

従来鋼12(SKH51)および13,14はHRC62以上の硬さを有するが、L方向、T方向の靱性共に低い。これは、C量および1/2W+Mo量が高すぎるため過度の炭化物を形成し、また筋状偏析を生じて靱性低下をまねいたものである。従来鋼15は本発明鋼に近い組成を有するが、硬さはやや低く、また靱性のレベルが本発明鋼より低い。これは第1にSiが高めであるためである。前述のようにSiは硬さ確保のため必要であるが、過度になると靱性が大きいことがわかる。

面に悪影響を及ぼす。第2にVが高すぎる一方、Nbを含まないためである。

従来鋼16も本発明鋼に近い組成を有するが、C量がやや低目であるため硬さがやや低く、またV量が低目でNb量が高目であるため、NbCが過度となり合わせてNを必須元素として含有しているため、特にT方向の靱性値が低い。

従来鋼17,18は本発明鋼より主としてC量が高いため、靱性は低いレベルにある。

従来鋼19は、温熱間型用であり、本発明鋼とは用途がやや異なっているが比較のため記載した。この鋼はSi量を低くしており、靱性レベルは高いが硬さが本発明鋼より大巾に低い。

第3表は焼付性を比較したものである。焼付性は、円柱状の試料を高速で回転させながらその端面を相手材(SCM415)に押しつけ、焼付が起こらない最大荷重(焼付臨界荷重)を求め、SKH51の焼付臨界荷重を100として指数で示した。本発明鋼はSKH51と同等以上の耐焼付性を示し、特にCoを添加した試料(No.4,6)の耐焼付性

結晶粒度と硬さの関係を示す図である。

第 3 表

No.	焼付臨界荷重比	備 考
3	110	本発明
4	120	" (Co添加)
6	135	" (Co添加)
12	100	従来鋼 SKH51

〔発明の効果〕

以上述べたように、本発明鋼は従来の冷間工具鋼よりも高硬度で、かつ特にT方向の靱性の著しい改善を中心とする高靱性を兼備しているので、難加工材の冷間鍛造あるいは複雑形状、精密形状の冷間鍛造における金型、あるいは他の冷間工具に用いて長寿命を得ることができる。

4 図面の簡単な説明

第1図は、Nbを添加した本発明鋼とNb無添加の比較鋼について、焼入温度を変化させた時の、

出願人 日立金属株式会社



特開平3-236445(7)

第 1 図

